

## 論 文

UDC 669.14.018.295 : 669.15'24 26'28'292-194 : 539.431 : 620.18

## 5.5 Ni-Cr-Mo-V 鋼の組織と疲れ性質\*

角 田 方 衛\*\*・内 山 郁\*\*

## Effect of Metallurgical Factors on Fatigue Properties in

## 5.5 Ni-Cr-Mo-V Steel

Masae SUMITA and Iku UCHIYAMA

## Synopsis:

Martensitic structures or mixed structures of martensite and bainite with various prior austenitic grain sizes and volumes or sizes of precipitates were obtained by various heat treatments, using HT140 steel. HY180 and 12%Ni-maraging steels were also used. The effect of metallurgical factors on cycles to failure, crack growth rate, and cyclic stress-strain curves was examined and discussed.

The results are as follows:

- (1) Fatigue strength at  $10^6$  cycles increases with increase of cyclic yield strength and decrease of prior austenite grain size.
- (2) The difference of fatigue strength between various materials mainly depends on the difference of cycles required to initiate crack and behaviour of the very early crack growth.
- (3) The stage of intermediate crack growth is hardly influenced by metallurgical factors of steels.
- (4) The ratio of cyclic yield strength to monotonic one for steels peak-aged is lower than that for steels otherwise treated.

## 1. 結 言

高張力鋼の繰返荷重下での割れ伝播挙動に関してはこれまでに多くの報告がなされているが、それらは主として中間段階の割れ伝播に関するものであり、その多くは割れ伝播速度  $da/dN$  を応力拡大係数範囲  $\Delta k$  で整理し冶金学的因子と関連づけて論じている。

$da/dN$  が冶金学的因子の影響をうける例として、4340鋼において高靱性をうるためにオーステナイト化温度を高くしすぎると過熱のために  $da/dN$  が大きくなる<sup>1)</sup>、 $\text{Mo}_2\text{C}$  による2次硬化を利用した 0.27C-5Mo鋼においては  $da/dN$  は粒界破壊のために大きくなる<sup>2)</sup>、In-744鋼の  $\gamma$  と  $\alpha$  の2相混合組織は割れは弱い相を伝播するので  $da/dN$  に対して有効でない<sup>3)</sup>、焼もどし温度を200~650°Cの間で5種類かえた S45C鋼において  $da/dN$  は焼もどし温度により異なる<sup>4)</sup>、オーステナイト鋼における  $da/dN$  の  $\Delta K$  に対する変化はマルテンサイト鋼のそれよりも大きい<sup>5)</sup>などの報告がある。一方  $da/dN$  が冶金学的因子の影響をほとんどうけない例として、

BARSON<sup>6)</sup>は高張力マルテンサイト鋼 (12Ni, 10Ni, 5.5 Ni および 2Ni 鋼) の  $da/dN$  と  $\Delta K$  との関係を整理し、 $da/dN$  は  $\Delta K$  のみに依存すると述べている。また、Ni-Al-Cu-C鋼において  $da/dN$  は焼もどし温度あるいは時効温度を変えることにより析出物の大きさ、転位密度などを変化させてもあまり変化しないという報告<sup>7)</sup>もある。

上述の種々の報告を総合すると、 $da/dN$  は基地の結晶構造が同じならば粒界破壊をおこすような特殊な場合以外は冶金学的諸因子の影響をあまりうけないと結論できる。一方、平滑材の疲れ強さは引張強さや降伏強度により整理される場合があるが、鋭い切欠材のそれは静的強さにほとんど依存しないということは疲れ割れ発生挙動は割れ伝播挙動とは異なり冶金学的因子の影響をうけやすいことを示唆している。しかしながら、疲れ割れ発生と冶金学的因子との関係についてはその取扱いが困難であるためにほとんど報告されていない。

本研究は上記のことを考慮して5.5Ni-Cr-Mo-V(HY140)鋼を用いて熱処理条件をかえることにより強度レベ

\* 昭和51年10月本会講演大会にて発表 昭和51年11月5日受付 (Received Nov. 5, 1976)

\*\* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

ルの異なる鋼を得、組織と疲れ性質との関係を調べること

2. 実験方法

2.1 対象材料

HY140鋼は真空高周波炉で 17 kg 溶製し、1200°Cで鍛造、圧延により22~23 mmφの棒にし、下記の熱処理を行なった。850°Cから水焼入れを5回繰返すことにより微細組織が、そして1250°Cで2h保持することにより粗大組織がえられた。本鋼のMs点は結晶粒大きさに関係なく330~340°Cであった。各熱処理材についてX線により残留オーステナイトの有無を調べたがそれはほとんど検出されなかつた。組織は光学顕微鏡写

真、透過電子顕微鏡写真および熱膨脹曲線にあらわれた変態挙動から判定した。

試料はすべて高転位密度であり、全面的あるいは部分的にラス状組織を呈していた。MSH, M44, F44 および M36 以外の試料は 0.2~0.8μm 大きさの方向性のある針状析出物あるいは lamellar 状析出物またはその両者を有していた。MSH は上記の析出物以外に 0.2~0.3μm 大きさの塊状析出物およびラス境界上の析出物を有していた。しかし、F44 および M44 においては析出物の存在は確認できなかつた。

比較材として 10Ni-8Co-Cr-Mo (HY 180) 鋼 (2重焼入れ後 510°C 焼もどし, SN 社製) および 12Ni マルエージング鋼 (480°C で 4h 時効 MAG) を使用し

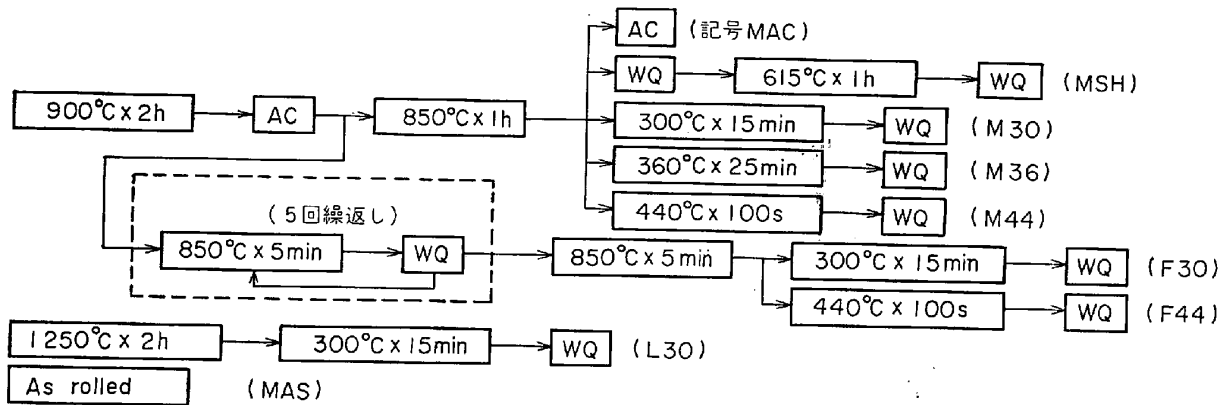


Table 1. Chemical composition (wt%).

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	V	P	S	Al	Co
HY 140	0.13	0.25	1.10	5.5	0.58	0.84	1.0	0.10	0.004	0.006	0.05	—
HY 180	0.11	0.12	0.15	10.0	2.0	1.0	—	—	<0.01	<0.007	—	8
MAG*	0.03	0.08	0.08	11.9	4.56	2.89	—	—	0.004	0.006	0.25	—

\* MAG : 12% Maraging Steel

Table 2. Prior austenitic grain size and structures.

Steel	Mark	Prior-austenitic grain size μm	Structures	
5.5Ni-Cr-Mo-V (HY 140)	F 30 F 44	<10 <10	Martensite + 40% Bainite Martensite	
	N30 M36 M44 MSH MAC MAS	20~30 " " " " "	Martensite + 40% Bainite Martensite + 10% Bainite Martensite Tempered Martensite Martensite "	
	L 30	200~300	Martensite + 40% Bainite	
	10Ni-8Co-Cr-Mo (HY 180)	HY 180	20~30	Tempered Martensite
	12Ni maraging	MAG	<10	"

Table 3. Mechanical properties.

	$\sigma_B$ kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{y,m}$ kg/mm <sup>2</sup>	$\epsilon_t$ %	$\epsilon_u$ %	$\phi$ %	$\sigma_{y,c}$ kg/mm <sup>2</sup>	$n$	$n'$	$\sigma_{y,m}/\sigma_B$	$\sigma_{y,c}/\sigma_{y,m}$
F 30	136.2	108.3	14.4	7.0	67.3	97.8	0.077	0.18	0.80	0.90
F 44	140.2	117.9	14.3	5.9	68.5	113.1	0.062	0.18	0.84	0.96
M30	130.8	104.3	17.6	8.4	66.8	92.4	0.073	0.18	0.80	0.89
M36	131.5	111.3	12.9	4.7	67.6	105.5	0.058	0.18	0.85	0.95
M44	136.3	114.3	14.5	6.1	66.8	111.7	0.058	0.16	0.84	0.97
MSH	116.5	112.1	17.3	8.5	70.8	92.0	0.038	0.19	0.96	0.82
MAC	134.0	101.9	14.9	7.6	67.7	93.0	0.089	0.22	0.76	0.91
MAS	129.3	96.9	15.7	8.0	68.9	86.5	0.093	0.20	0.75	0.89
L 30	125.2	102.4	14.9	7.7	58.0	90.5	0.069	0.12	0.82	0.88
HY180	139.7	129.0	13.8	5.1	72.6	112.7	0.032	0.15	0.92	0.87
MAG	117.7	112.8	14.0	1.5	68.6	97.8		0.12	0.96	0.87

$\sigma_B$ : Ultimate tensile strength,  $\sigma_{y,m}$ : 0.2% yield strength (monotonic),  $\epsilon_t$ : Total elongation,  $\epsilon_u$ : Uniform elongation  
 $\phi$ : Reduction of area,  $\sigma_{y,c}$ : 0.2% yield strength (cyclic),  $n$ : Work hardening coefficient (monotonic)  
 $n'$ : Work hardening coefficient (cyclic)

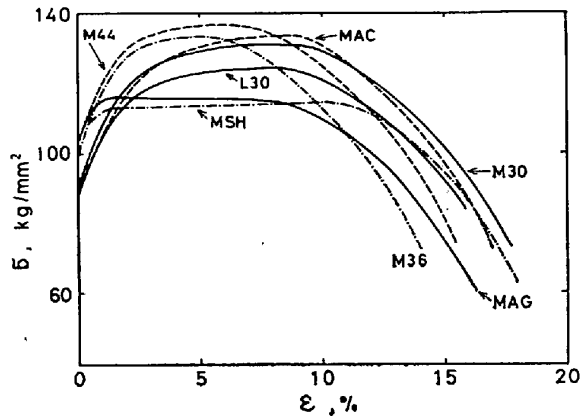


Fig. 1. Examples of stress,  $\sigma$ -strain,  $\epsilon$ , curves.

た. HY180 はラスマルテンサイト組織であつたが, MAG はラス組織を有していなかつた.

化学成分を Table 1 に, 前オーステナイト粒大きさおよび組織を Table 2 に示す.

2.2 疲れ試験

± 5 t 電気油圧サーボ型疲れ試験機を用いて, 大気中で定荷重引張一圧縮試験を行なつた. 繰返し速度は10~45C/min, 応力比  $R=-1$  とした. 繰返し降伏強さ  $\sigma_{y,c}$  および繰返し加工硬化指数  $n'$  は incremental step method<sup>8)</sup> によりえられた繰返し応力-ひずみ曲線から求めた. 割れ長さは試験片を試験機からとりはずすことなく, 試験を中断して Travelling microscope により直接測定した.

2.3 疲れ試験片形状

4 mm 厚, 10 mm 幅の片側切欠付板試験片を使用した. 切欠形状は次の種類を用いた.

- a) 切欠半径  $\rho=3.4$  mm, 応力集中係数  $K_t=1.5$  (破断繰返し数  $N_f$  測定用)
- b)  $\rho=0.2$ ,  $K_t=3$  (割れ伝播速度測定用)

2.4 引張試験

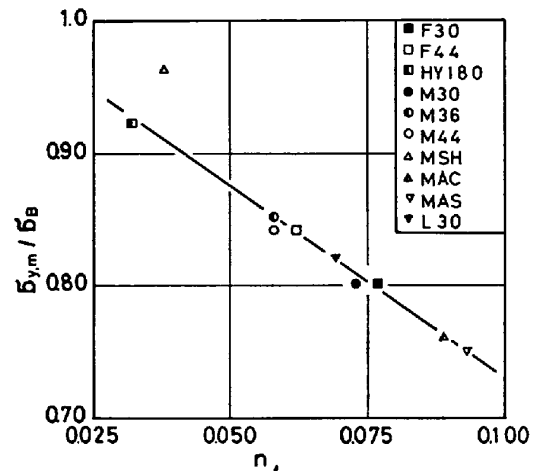


Fig. 2. The relationship between ratio of monotonic yield strength,  $\sigma_{y,m}$  to ultimate tensile strength,  $\sigma_B$ , and monotonic work hardening coefficient,  $n$ .

4 mm直径, 20 mm標点距離の丸棒試験片を用いた.

3. 結 果

3.1 引張試験

応力-ひずみ曲線の例を Fig. 1 に示す. 最大引張強さ  $\sigma_B$  降伏強さ  $\sigma_{y,m}$ , 全伸び  $\epsilon_t$ , 一様伸び  $\epsilon_u$ , 絞り  $\phi$ , それに単調加工硬化指数  $n$  を Table 3 に示す. Table 3 より下記のことが判る.

a)  $\sigma_B$  および  $\sigma_{y,m}$  は L30, M30, F30 あるいは M44, F44 の順に大きくなっており, 前オーステナイト結晶粒の微細化とともに増大する.

b) 前オーステナイト結晶粒径および転位密度が同じレベルと思われるマルテンサイト組織を有する M44 および MAC あるいは MAS において, M44 の  $\sigma_{y,m}$  は MAC あるいは MAS の  $\sigma_{y,m}$  に比べて約 15 kg/mm<sup>2</sup> 高い.

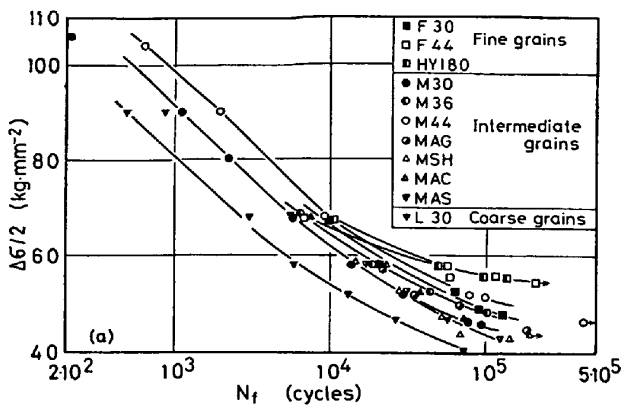
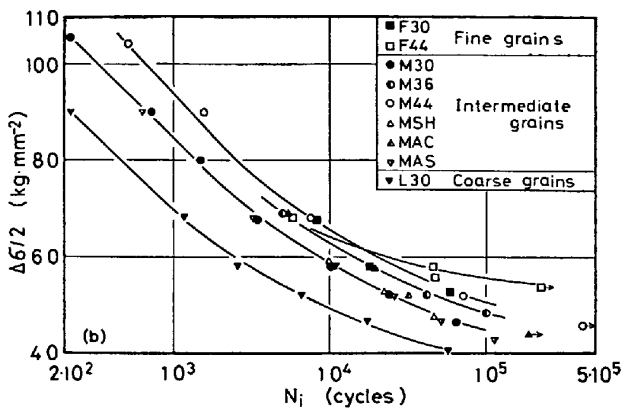
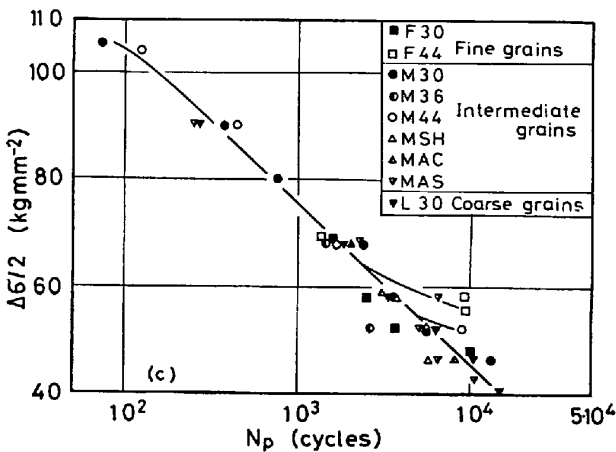
(a) Stress amplitude,  $\Delta\sigma/2$ , vs cycles to failure,  $N_f$ (b) Stress amplitude,  $\Delta\sigma/2$ , vs crack initiation cycles,  $N_i$ (c) Stress amplitude,  $\Delta\sigma/2$ , vs crack propagation cycles,  $N_p$ .

Fig. 3. Stress amplitude versus cycles.

c)  $n$  は最大硬さ近くで時効した試料 MSH および HY180 において  $0.03 \sim 0.04$  であり、本実験で使用した鋼種中で最も小さい。一方、空冷あるいは圧延のままの試料 MAC および MAS においては  $n$  は約  $0.09$  であり、全鋼種中で最も大きい。本実験の範囲では全般に  $n$  は恒温保持温度が低くなるとともに増大する傾向にあった。なお、 $n$  と前オーステナイト結晶粒径の間には相関性は認められなかった。

d)  $n$  と降伏比  $\sigma_{y,m}/\sigma_B$  との間には Fig. 2 に示す

関係が存在し、MSH 以外は 1 本の直線で整理できる。MSH が他の試料と異なった挙動を示すのは MSH の焼もどし温度が  $615^\circ\text{C}$  と高いので、マルテンサイト変態により生じた転位が再配列し、その結果内部応力が減少して  $\sigma_B$  が低下することによると考えられる。

### 3.2 疲れ試験

#### 3.2.1 S-N 曲線

破断繰返数  $N_f$ 、割れ発生繰返数  $N_i$  (割れ長さ  $a_i$  が切欠先端より  $150\mu\text{m}$  に達するまでの繰返数)、それに割れ伝播繰返数  $N_p (=N_f - N_i)$  と応力振幅  $\Delta\sigma/2$  との関係を図 3 (a), (b) および (c) に示す。ここで定義した  $N_i$  には割れ発生までの潜伏繰返数および初期の割れ伝播に費やされた繰返し数が含まれている。なお、 $N_i$  に対する割れ長さとして  $150\mu\text{m}$  をとつたのは、割れ発生判定の一般的定義が確立されていず、 $N_i$  は個々の研究者により適当に定義して使用されているので、顕微鏡で割れ長さを測定する際、測定容易な妥当な値であると考えて  $150\mu\text{m}$  を選んだ。Fig. 3 より次のことがわかる。

a)  $\Delta\sigma/2 - N_f$  曲線の傾向は  $\Delta\sigma/2 - N_i$  曲線のそれと類似しているが、 $\Delta\sigma/2 - N_f$  曲線においては各鋼種間の差はほとんど見られず、応力レベルのみに依存している。すなわち、初期の割れ伝播以降の伝播に費やされる繰返数は焼入れマルテンサイト、2 次炭化物を有する焼もどしマルテンサイト、2 相混合組織などの組織の違いに関係なくたい一定であり、また前オーステナイト結晶粒大きさあるいは亜結晶粒大きさにもほとんど依存しない。

b)  $N_f = 10^5$  に対する疲れ強さ  $\Delta\sigma_w/2$  は細粒化処理を施した F44 と HY180 が最も高く  $56 \text{ kg/mm}^2$  であり、粗粒の L30 が最も低く  $38 \text{ kg/mm}^2$  である。中間粒の  $\Delta\sigma_w/2$  は熱処理条件により異なる。なお、疲れ強さとして  $N_f = 10^5$  に対する破断応力をとつたのは試験機が高繰返し速度で使用できなかったためである。

以上の結果より、冶金学的因子は疲れ割れ発生および初期割れ伝播には影響するが、中間段階以降の割れ伝播挙動にはほとんど影響しないと結論できる。なお、Fig. 3 (a) に示したように S-N 曲線は細粒試料 F44 などでは  $10^5$  繰返数付近で横軸にほとんど平行であり、 $\Delta\sigma_w/2$  は耐久限応力に近い値と思われる。

#### 3.2.2 疲れ割れ伝播速度

$da/dN$  と  $K_{\text{max}}$  との関係を図 4 に示す。勾配  $m$  は  $2 \sim 3$  である。最高硬さ近くで時効した試料 HY180、MSH および MAG においては  $m \approx 2.0$  と相対的に小さい値を示し、一方空冷材 MAC および圧延のままの

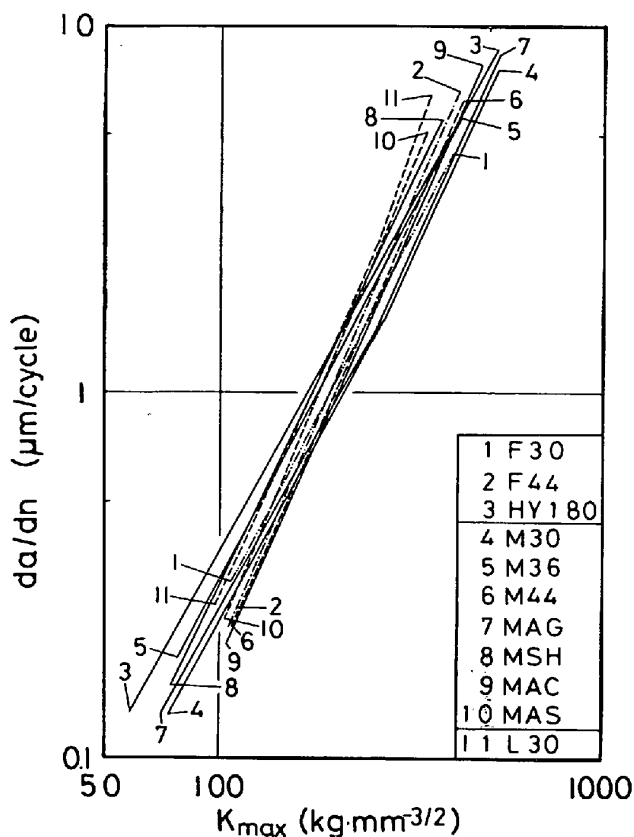


Fig. 4. Crack growth rate,  $da/dN$ , versus maximum stress intensity factor,  $K_{max}$ .

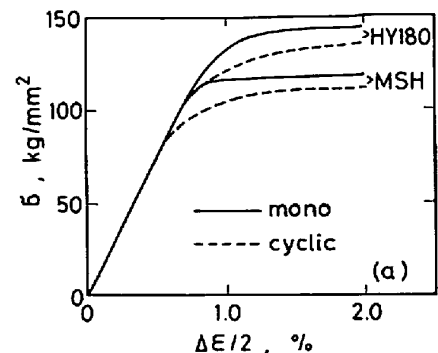
試料 MAS の  $m$  は 2.5 および 2.8 と高い値を示している。しかしながら、全般的には  $da/dN$  は組織および化学組成に関係なく、 $K_{max}$  ( $=\Delta K/2$ ) のみの関数であり、Fig. 3 (c) の結果と内容的に一致している。

3-2-3 繰返し S-S 曲線

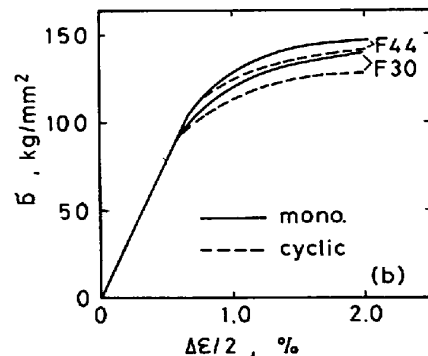
本実験で使用した鋼はすべて繰返し加工軟化する。最高硬さ温度付近で時効した試料 MSH および HY180 においては Fig. 5 (a) に示すような単調 S-S 曲線と繰返し S-S 曲線との関係を示す。すなわち、ひずみ範囲  $\Delta\epsilon$  の大小に関係なく  $\Delta\epsilon$  の全領域にわたって繰返し加工軟化する。MAG においても Fig. 5 (a) と類似した傾向を示す。 $\sigma_{y,c}$ ,  $n'$  および  $\sigma_{y,c}/\sigma_{y,m}$  を Table 3 に示す。 $\sigma_{y,c}/\sigma_{y,m}$  値は  $\Delta\epsilon$  が小さいところでの軟化程度を示し、それは 0.82~0.87 であった。

一方、マルテンサイトあるいはマルテンサイト-ベーナイト 2 相混合組織を有する試料においては Fig. 5 (b) に示すような単調 S-S 曲線と繰返し S-S 曲線との関係を示す。すなわち、全般に  $\Delta\epsilon$  が小さい場合両者の差はわずかであるが、 $\Delta\epsilon$  が增大するとともに繰返し軟化傾向は大きくなる。

焼入れマルテンサイト組織である試料 F44 および M44 の  $\sigma_{y,c}/\sigma_{y,m}$  は 0.96~0.97 である。その他の相混合組織



(a) HY180 and MSH materials



(b) F44 and F30 materials.

Fig. 5. Monotonic and cyclic stress,  $\sigma$ , strain,  $\Delta\epsilon/2$ , curves.

試料や空冷試料などは  $\sigma_{y,c}/\sigma_{y,m}$  は 0.88~0.95 である。

4. 考 察

4-1 疲れ強さと組織

粒内に粗大介在物が存在する場合、あるいは粒界が脆化しているような場合、疲れ割れはそのような不均質部から発生することがあるが、本鋼においてはまずすべりが繰返され、それが局所的に固執すべり帯となり、割れに発展する機構<sup>9)</sup>が考えられる。M30 において繰返し荷重下で観察される最小割れ長さは 20~30  $\mu\text{m}$  程度<sup>10)</sup>であり、これは割れ発生時の割れ長さ、すなわち第 1 段階の割れと考えられる。顕微鏡観察下で上記のすべり帯と割れを区別することは困難であり、したがって真の割れ発生繰返し数を求めることは不可能に近い。

しかしながら、割れ発生はすべりによるという前提をおけば割れ発生状況を考察することは可能である。すなわち、大傾角境界を有する最小粒径粒が主として割れ発生に関係すると考えられる。本鋼種で大傾角境界を有する結晶粒として前オーステナイト粒、パケット、ブロックなどがある。

平滑材の低繰返数疲れ試験において、割れは繰返し軟化(あるいは硬化)が飽和後に発生する。割れ発生はせん断応力が最大になる面に一致するようなすべり面をも

つ方位の結晶粒にほぼ限定される<sup>11)</sup>。本試験片のように鈍い切欠先端においては最も応力集中の高い領域でせん断応力が最大になる面に一致するようなすべり面をもつ大傾角粒内で優先的にすべりが生じ、その粒内で軟化が飽和する過程で固執すべり帯となり、割れとなる。そして割れがその大傾角境界をこえて隣接粒（2番目の粒）を伝播する際、同様にすべりにより伝播を続けるかあるいは場合によつてはストライエーション機構により伝播する。2番目以降の粒を割れが伝播する際、上述のいずれの機構によるかは下記の理由により応力振幅  $\Delta\sigma$  に依存すると考えられる。

大傾角粒内で発生した割れが粒界をこえる際、まず2番目の粒内に局部的に塑性変形を誘起し、その領域の大きさ  $r$  がある大きさに達した後第2段階の割れに進展すると考えられる。割れが2番目の粒をすべりあるいはストライエーション機構により伝播する際、それぞれ割れ先端の限界塑性変形域大きさ  $r_{s,c}$  あるいは  $r_{s,p,c}$  が存在する。中間割れ伝播段階では破面上にストライエーションが観察される<sup>10)</sup>。巨視的割れ伝播速度  $da/dN$  とストライエーション間隔より求めた伝播速度  $(da/dN)_{s,p}$  の間では： $2\mu\text{m}/C > da/dN \approx (da/dN)_{s,p} > 0.1 \sim 0.2 \mu\text{m}/C$ <sup>10)</sup>。  $da/dN < 0.1 \sim 0.2 \mu\text{m}/C$  ではストライエーションは観察されず、すべり模様が観察される<sup>10)</sup>。したがって  $r_{s,c} < r_{s,p,c}$ 。それ故、比較的  $\Delta\sigma$  が高い場合、2番目以降の粒の割れはストライエーション機構により伝播する。一方、 $\Delta\sigma$  が比較的低い場合2番目以降の粒の割れはすべりにより、そして  $r_{s,p,c}$  に達した後はストライエーション機構により伝播すると考えられる。なお、繰返数  $10^7$  における停留亀裂が結晶粒界で阻止されている場合がある事実<sup>11)</sup>は耐久限応力は割れが塑性変形が飽和した大傾角粒界をこえて進展するかどうかに関係することを意味している。

$r$  は破壊力学の類推<sup>12)13)</sup>から次式で表わされる。 $r \propto (\Delta K/\sigma_{y,c})^2$ 。  $\Delta\sigma$  および大傾角粒大きさ一定の場合  $r$  は  $\sigma_{y,c}$  のみの関数である。低  $\Delta\sigma$  の場合割れ伝播初期においては  $\Delta K$  は小さいので、 $r$  が小さいほど一定の距離を割れが伝播するのに多くの繰返し数を必要とする。また  $\sigma_{y,c}$  が一定で大傾角粒大きさが異なる場合一定  $\Delta\sigma$  下では  $r$  は粒大きさの増大とともに大きくなり、したがって初期の  $da/dN$  は粒大きさの増大とともに増加する。

以上の考察より、Fig. 3 の低  $\Delta\sigma$  側の  $N_f$  の鋼種間の違いは割れ発生までの繰返数および初期の割れ伝播に要する繰返数に依存し、それは  $\sigma_{y,c}$  および大傾角粒大きさにより影響されると考えられる。

本 HY140 鋼の前オーステナイト粒は Photo.1 に示

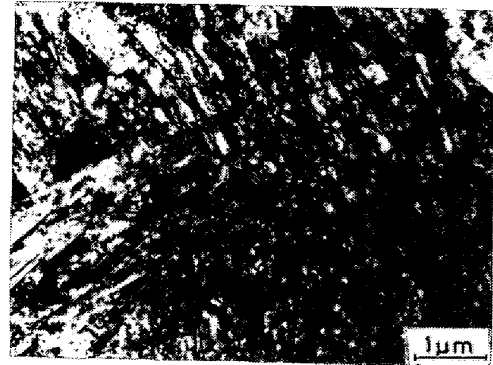


Photo. 1. Transmission electron micrographs of martensite of steel F44.

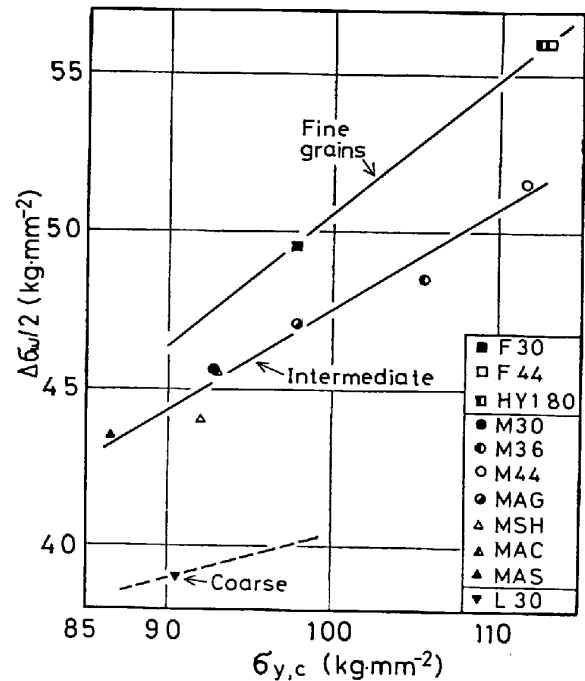


Fig. 6. Relationship between fatigue strength at  $10^5$  cycles,  $\Delta\sigma_w/2$ , and cyclic yield strength,  $\sigma_{y,c}$ , and prior austenitic grain size.

すようにラスのパケットと一部ブロックからなる。これらの大きさを定量化することは困難である。5.5Ni-Cr-Mo-V 鋼において前オーステナイト粒に含まれるパケットおよびブロックの数は前オーステナイト粒大きさにより異なるが、パケットおよびブロックの大きさは一般に前オーステナイト粒の粗大化とともに大きくなる<sup>14)</sup>と報告されている。そこで割れ発生に関与する大傾角境界を有する粒として前オーステナイト粒を考える。

繰返数  $10^6$  に対する疲れ強さ  $\Delta\sigma_w/2$  と  $\sigma_{y,c}$  との関係を図 6 に示す。 $\Delta\sigma_w/2$  は前オーステナイト粒径一定の場合  $\sigma_{y,c}/2$  に比例しており、さらに  $\sigma_{y,c}$  一定の場合  $\Delta\sigma_w/2$  は前オーステナイト粒径が小さいほど高い値を示している事実は上記の考え方の妥当性を支持している。

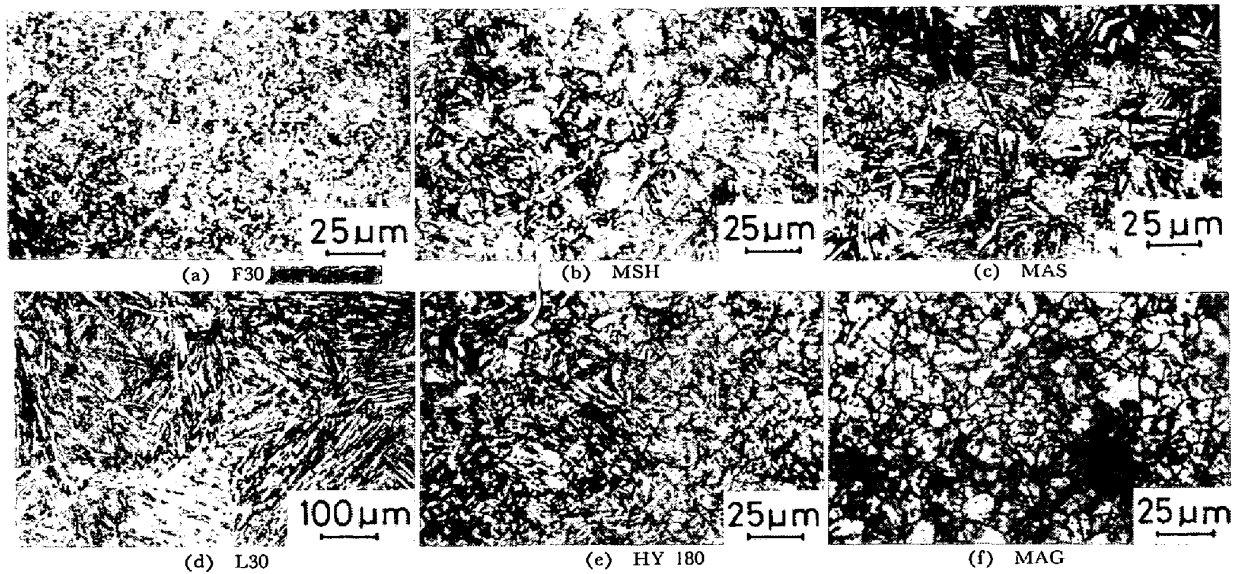


Photo. 2. Examples of microstructures of various specimens. Etched by 3% nital.

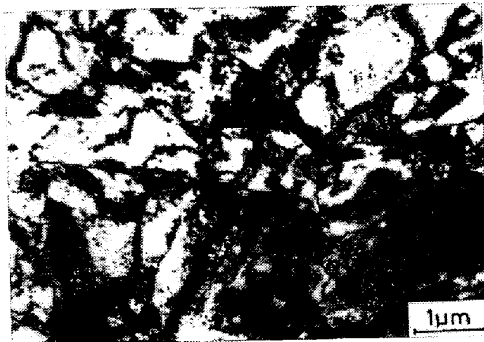


Photo. 3. Transmission electron micrographs of martensite of steel MAG.

なお、HY180の前オーステナイト粒大きさはTable 2に示したように20~30 $\mu\text{m}$ であるので、Fig. 6においてHY180は「Intermediate」の線に乗るべきであるが、実際には「Fine」の線に近い。これはHY180の前オーステナイト粒内の組織がPhoto. 2から明らかのように同じ前オーステナイト粒大きさを有するHY140系試料に比べて小さいことから、HY180の最小大傾角粒大きさが細粒化処理したHY140のそれと同程度の大きさになっているためと考えられる。一方、MAGの前オーステナイト粒大きさはPhoto. 2に示したように10 $\mu\text{m}$ 以下であるのでFig. 6の「Fine」の線に乗るべきであるが、実際には「Intermediate」の線に乗っている。これはMAGのみがPhoto. 3に示すようにラス組織を示していないことからMAGの最小大傾角粒大きさがHY140の「Intermediate」材のそれと同程度になっているためと考えられる。したがって、疲れ強さを $\sigma_{y,c}$ と関連づけて議論する場合、各鋼種の最小大傾角粒大きさをの定量化が必要と考えられる。

第2割れ段階初期において $da/dN$ が0.1~0.2 $\mu\text{m}/\text{C}$

より低い場合、割れはストライエーション機構以外の機構により伝播することが考えられる。その際、割れが伝播を継続するのに $r_{P,N,C}$ 中で破断応力に達している必要があるならば、疲れ強さは $n'$ にも関係すると思われる。しかし、高強度材においては一般に繰返し軟化し、 $n'$ は組織とはあまり関係しないようである。

#### 4.2 繰返し軟化と組織

前章では疲れ強さは $\sigma_{y,c}$ の増加とともに増大することを示した。したがって、高強度鋼のように一般に繰返し軟化するような材料において、材料選択の基準を $\sigma_{y,c}$ 以外に求めた場合、疲れ強さに関しては過大評価する可能性がある。そこで、ここでは繰返し軟化傾向が熱処理の違いによりどのように異なるかを考察する。

繰返し軟化の原因として下記の因子が考えられる<sup>15)7)</sup>。

- a) 転位の再配列(転位密度の減少)とそれにつづくセル組織の形成
- b) 整合析出物の転位による切断
- c) 可動転位の増加
- d) 転位のピン止め雰囲気からの離脱

本実験で使用した鋼は繰返しひずみが飽和した時点ですべて繰返し軟化を示した。本鋼はすべてマルテンサイトあるいはベーナイト変態により導入された高転位密度組織を有しており、鋼種間の軟化度合の差異は上記軟化原因のうち主としてa)およびb)によると考えられる。本試料の繰返し軟化度合 $\sigma_{y,c}/\sigma_{y,m}$ はFig. 7に示すように $\sigma_{y,m}/\sigma_B$ を介して4つのグループに分けられる。

グループA. MSH, HY180 および MAG. このグループの $\sigma_{y,m}/\sigma_B$ は全グループ中最も大きく、0.92~0.96であり、一方 $\sigma_{y,c}/\sigma_{y,m}$ は最も小さく、0.82~

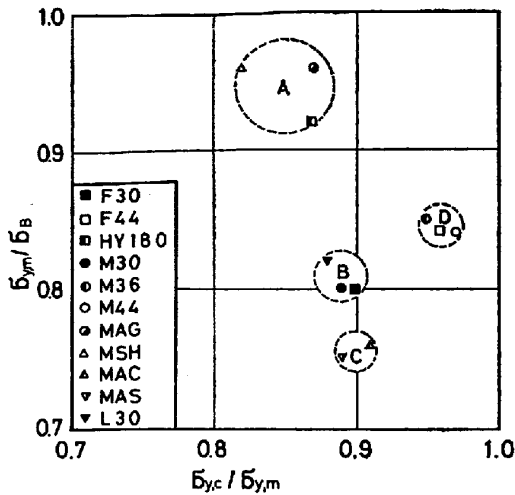


Fig. 7. Difference of relation between yield strength ratio,  $\sigma_{y,m}/\sigma_B$ , and ratio of cyclic to monotonic yield strength,  $\sigma_{y,c}/\sigma_{y,m}$ , for various materials.

0.87 である。これらの試料はすべて最高硬さが得られる温度付近で時効した試料である。Table 3 に示したように、MSH および HY180 の  $n$  は他の試料の  $n$  に比べて小さく、また MAG は一樣伸び  $\epsilon_n$  が極めて小さいことから  $n$  は小さいと考えられる。 $n$  が小さいのは整合粒子により強化された試料の特徴であり、これらの粒子は転位により容易に切断される<sup>16)</sup>。整合粒子により強化された試料は繰返し荷重下で転位の再配列による軟化はおこりにくい、析出物の転位による切断によりわずかなひずみでも軟化を生ずる<sup>7)16)</sup>。

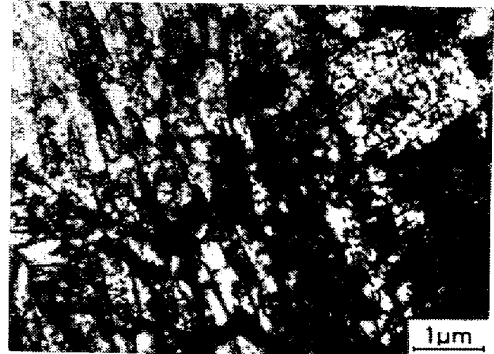
グループB. F30, M30 および L30. グループC. MAC および MAS. グループBの試料はマルテンサイトとベーナイトとの相混合組織を有し、グループCはマルテンサイトである。両グループの試料はすべて針状の析出物を有している。これらの  $n$  は Table 3 に示したように比較的大きく、したがって整合性はないと考えられる。これらの試料の繰返し荷重下での軟化はPhoto. 4 に示すように転位の再配列によるものと思われる。 $\sigma_{y,m}/\sigma_B$  のグループBとCとの違いは析出物量の差によると考えられる。

グループD. M44, F44 および M36. 本グループの試料は M36 は一部ベーナイトを含むが、全般に焼入れマルテンサイト組織であり、析出物はほとんど観察されない。グループDの試料の特徴はほとんど繰返し軟化しないことである。析出物をほとんど含まない高転位密度組織を有する試料が繰返し軟化しにくい理由は不明である。

以上述べてきたように、最高硬さ近くで時効した高  $\sigma_{y,m}/\sigma_B$  材は全般に  $\Delta\epsilon$  の小さいところで繰返し軟化



(a) Before fatigue test



(b) Just before fatigue failure at the strain range of  $\pm 2\%$   
Photo. 4. Transmission electron micrographs of steel M30.

度合いが大きいことは注目すべきことである。高強度材は一般に最高硬さ近くで時効して使用されるので、疲れ強さが問題になるような構造物用材料の選択基準に  $\sigma_{y,m}$  などを使用する場合、その材料の疲れ強さを過大評価する恐れがある。

## 5. 結 論

(1)  $10^6$ 繰返し数に対する疲れ強さは前オーステナイト粒径一定の場合、繰返し降伏強さ  $\sigma_{y,c}$  の増大とともに増加する。

(2) 疲れ強さは  $\sigma_{y,c}$  一定の場合前オーステナイト粒径の増大とともに減少する。

(3) (1)および(2)は割れ発生までの繰返し数および初期の割れ伝播に要する繰返し数の鋼種間の違いによる。

(4) 中間割れ伝播段階の  $da/dN$  は、 $da/dN \propto K_{max}^m$  で表わされ、 $m=2.0\sim 2.8$  である、この段階では  $da/dN$  は冶金学的因子によりあまり影響をうけない。

(5) 最高硬さ温度付近で時効した試料の繰返し軟化度合はひずみ範囲  $\Delta\epsilon$  の小さいところでは他の熱処理材のそれより著しい。

(6) 析出物をほとんど含有しない高転位密度マルテンサイト組織は  $\Delta\epsilon$  の小さいところでは繰返し荷重によりほとんど軟化しない。

最後に、有益な討論をしていただいた荒木透所長およ



び津谷和男部長に感謝いたします。また実験を行なう際便宜をはかつていただいた疲れ試験部金沢健二主任研究官および第3試験室の諸氏にお礼を申し上げます。

文 献

- 1) R. O. RICHIE and J. F. KNOTT: Met. Trans., 5 (1974), p. 782
- 2) R. M. HOM: Met. Trans., 6A (1975), p. 1525
- 3) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans., 4 (1973), p. 561
- 4) 荒木 透, 石 滋宣, 佐川竜平: 鉄と鋼, 57 (1971) p. 2042
- 5) A. G. PINEAU and R. M. PELLOUX: Met. Trans., 5 (1974), p. 1104
- 6) J. M. BARSOM: WRC Bulletin, 194 (1974), p. 8
- 7) R. A. FOURNELLE, E. A. GREY, and M. F. FINE: Met. Trans., 7A (1976), p. 669
- 8) R. W. LANDGRAF, J. MORROW, and T. ENDO: Journal of Metals, 21 (1969), p. 176
- 9) 吉川明静, 結晶の強度 (朝倉書店), (1968), p. 210
- 10) 角田方衛, 内山 郁: 材料, 26 (1977), p. 518
- 11) 小林英男, 川田幸男, 中沢 一: 材料, 25 (1976), p. 881
- 12) F. A. McCLINTOCK: ASTM STP, 415 (1967), p. 70
- 13) G. T. HAHN, R. G. HOAGLAND, and A. R. ROSENFELD: Met. Trans., 3 (1972), p. 1189
- 14) 鎌田晃郎, 腰塚典明, 船越督己: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 372
- 15) C. CALABRESE and C. LAIRD: Materials Science and Eng., 13 (1974), p. 1418
- 16) A. KELLY and R. B. NICHOLSON: Progs. Mater. Sci., 10 (1963), p. 149